

镍基单晶高温合金涡轮叶片薄壁效应研究进展

许瀚元¹, 黄太文¹, 艾 诚², 苗琳琨¹, 张 军¹, 刘 林¹

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 长安大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710064)

摘 要: 镍基单晶高温合金具有优异的高温综合性能, 是航空发动机涡轮叶片和导向叶片等部件的首选材料, 承受高温度和高应力的严苛服役环境。目前, 高冷效叶片的结构设计中采用多种复杂冷却结构以提高其承温能力, 其中以层板冷却和双层壁冷却为代表的微型冷却结构是其主流发展方向。但由于这类复杂涡轮叶片中存在超薄壁结构, 已成为叶片制造的关键点和难点。本文综述了镍基单晶高温合金薄壁结构的发展趋势, 分析了薄壁受限空间的缺陷产生及枝晶生长规律, 阐述了薄壁结构对力学性能的影响, 展望了先进涡轮叶片的制备及其组织控制的发展趋势。

关键词: 镍基单晶高温合金; 涡轮叶片; 薄壁效应; 力学性能; 枝晶生长

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)05-1486-07

随着航空发动机技术的不断发展, 对推重比和热效率的要求也日渐提升。工业界普遍认为, 涡轮前进口温度每提高 55 °C, 发动机的推力可以提高约 10%。目前, 先进航空发动机涡轮前进口温度已经达到了 2000 K 以上^[1]。这对发动机涡轮叶片的承温能力提出了更高的要求。当前主要通过以下 3 个途径提高叶片承温能力: (1) 材料设计: 研制高代次单晶高温合金以提高叶片材料本身的承温能力^[2]。目前采用的先进镍基单晶高温合金材料服役温度可达其熔点的 90%且在 1150 °C/150 MPa 的持久寿命可以达到 200 h 以上^[3]; (2) 涂层技术: 在涡轮叶片表面涂覆热障涂层, 使叶片承温能力提高 70~200 °C; (3) 气冷技术: 优化涡轮叶片内部气冷通道设计可以加强气冷效果, 从而显著提高叶片承温能力^[4-5]。因此, 以双层壁及层板冷却结构为代表的新型冷却方式愈发受到广泛关注, 使薄壁结构在涡轮叶片上得以应用, 成为新的发展趋势之一^[6-7]。图 1a 为空心涡轮叶片典型冷却结构。为了进一步提高冷却效果, 还发展了发散冷却及气膜冷却结构^[8-9], 图 1b 为双层壁气膜冷却叶片的横截面。但这类结构导致叶片壁厚大幅下降, 叶片最薄处小于 0.5 mm, 这种薄壁结构给单晶叶片制备和应用造成极大挑战。一方面, 薄壁结构增加了叶片定向凝固过程中的晶体生长难度, 容易形成铸造缺陷从而破坏单晶完整性^[10]。另一方面, 材料服役性能存在薄壁

效应, 厚度降低至一定范围, 单晶试样的持久性能和蠕变断裂寿命随壁厚的降低而衰退^[11]。因此, 薄壁结构单晶叶片的制造和应用是高推重比先进航空发动机叶片制备技术的关键所在^[12]。本文综述了镍基单晶高温合金薄壁效应的研究成果, 分析了薄壁单晶叶片制备和应用的难题, 并就后续薄壁效应相关研究的发展方向提供了建议, 为镍基单晶高温合金叶片薄壁效应的研究提供了思路。

1 薄壁结构的凝固组织与缺陷

决定材料性能的首要因素就是其微观组织, 薄壁效应与受限空间内枝晶生长的特殊性有不可分割的联系。研究发现, 厚度减小将限制枝晶在壁厚方向上的数量和尺寸^[15], 并影响共晶含量、 γ' 相形貌、元素偏析程度与孔洞的形成^[16]。薄壁结构主要是通过影响铸件凝固过程中的热量、质量与动量的传输过程, 从而对薄壁结构的枝晶生长造成影响。

1.1 薄壁结构的凝固组织特征

西北工业大学^[17]近期研究表明受薄壁结构空间限制枝晶呈现不对称形貌, 由于型壳侧壁的阻挡作用使部分二次枝晶臂在铸件厚度方向上生长受限, 二次枝晶臂在宽度方向要长于厚度方向。由于薄壁铸件带来三维空间的限制, 薄壁内枝晶个数较少, 部分区域只有一列枝晶, 这类枝晶往往会长出特别发达的二次

收稿日期: 2023-09-11

基金项目: 国家自然科学基金 (52071267, 52031012); 航空发动机及燃气轮机基础科学中心项目 (P2021-A-IV-001-001); 两机专项 (J2019-VII-0013-0153); 陕西省科技创新团队项目 (2021TD-17); 江苏省科技计划重点研发计划产业前瞻与关键核心技术 (BE2022124); 苏州市科技计划姑苏创新创业领军人才计划 (ZXL2022270); 常熟市“昆承英才”科技创新创业领军人才计划 (CSRC22018)

作者简介: 许瀚元, 男, 1994 年生, 博士生, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, E-mail: hyxu@mail.nwpu.edu.cn

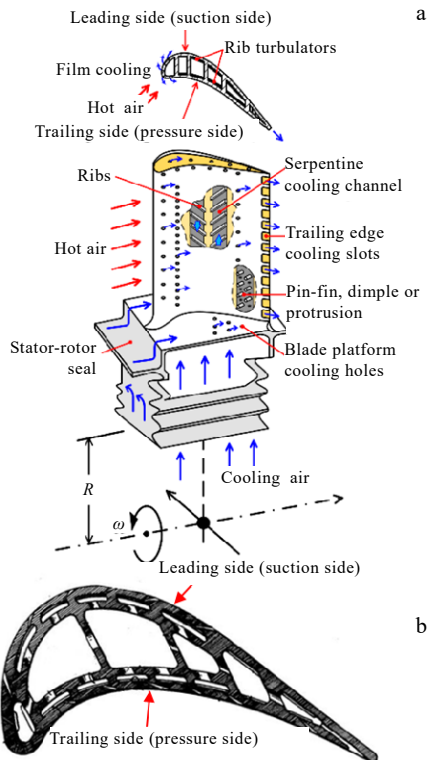


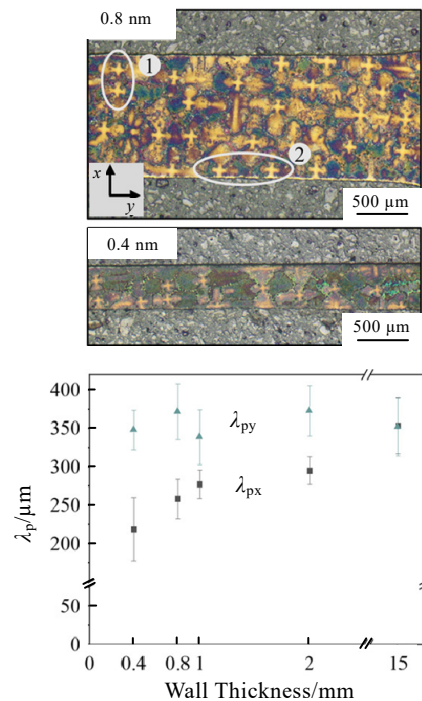
图1 涡轮叶片冷却结构与双层壁涡轮叶片横截面

Fig.1 Schematic diagrams of internal structure with the cooling system of a turbine blade (a) and cross section of double wall turbine blade (b) [8,11,13-14]

臂来填满薄壁铸件剩余空间。这种受限空间内枝晶生长模式也会造成枝晶组织排列的各向异性^[18], 即沿铸件厚度方向一次枝晶间距较小, 沿宽度方向一次枝晶间距较大。此外, 薄壁结构的冷却效果更好, 因此随壁厚尺寸的减小, 试样枝晶间距均有所减小, 如图2所示。

同时, 铸件中共晶含量、 γ' 相形貌及元素显微偏析程度同样受到壁厚的影响, 北京航空材料研究院^[16]对壁厚为0.5~2.0 mm的板状单晶试样研究发现, 单晶薄壁试样中, 共晶含量随壁厚减小出现先减小后增大的现象, 热处理后枝晶干区域 γ' 相随壁厚减小而逐渐减小。且壁厚适当减小降低了元素偏析的倾向, 但当截面尺寸减小到0.5 mm时, 元素偏析的程度反而增大。

枝晶生长过程中, 容易产生小角度取向偏离, 导致枝晶干与模壳轴向不平行, 从而使得枝晶受到侧壁的几何阻挡, 当一次枝晶尖端触碰模壳内壁停止生长时, 就需要通过不断分枝的方式连续生长, 从而充满整个型腔, 如图3a所示^[19]。随一次枝晶取向偏离角增大和壁厚减小, 一次枝晶最大生长距离逐渐减小, 如图3b所示, 枝晶分枝频率也会逐渐升高, 而枝晶分

图2 单晶薄壁板状试样横截面一次枝晶各向异性分布^[18]Fig.2 Anisotropic distribution of primary dendrites in the cross section of single-crystal thin-walled plate specimens^[18]

枝生长对于单晶完整性具有复杂影响。Hallensleben^[20]等人提出在镍基单晶高温合金枝晶生长过程中存在枝晶的临界长度, 超过该长度后, 枝晶取向将不可避免地出现偏离, 而通过控制枝晶初始取向, 使其不断进行分枝生长, 导致在三维空间的约束下, 枝晶无法达到临界长度, 从而保持晶体取向一致。同时, Bogdanowicz^[21]等人对薄壁叶片研究表明模壳壁对枝晶取向存在强制导向作用, 即枝晶取向偏离角沿叶片轴向逐渐减小, 并且发现强制导向作用从叶根向叶尖呈现递增趋势。

上述研究结果表明, 薄壁效应加剧了枝晶生长的不对称, 增加共晶数量, 加剧元素偏析, 但对一次枝晶偏离具有一定导向作用。

1.2 薄壁结构的凝固缺陷

单晶高温合金薄壁铸件, 尤其是具有双层壁和层板冷却特征的单晶涡轮叶片在凝固过程中存在充型和补缩较困难等问题, 因此产生铸造缺陷的倾向性很大。在金属熔体充型的过程中, 熔融金属液会受铸型内壁拉普拉斯力(P)的作用^[22]。

$$P = 4\sigma/T \quad (1)$$

式中, σ 是熔融金属液表面张力系数, T 是试样厚度。由式(1)可知, 拉普拉斯力随铸件厚度的减小而增加。

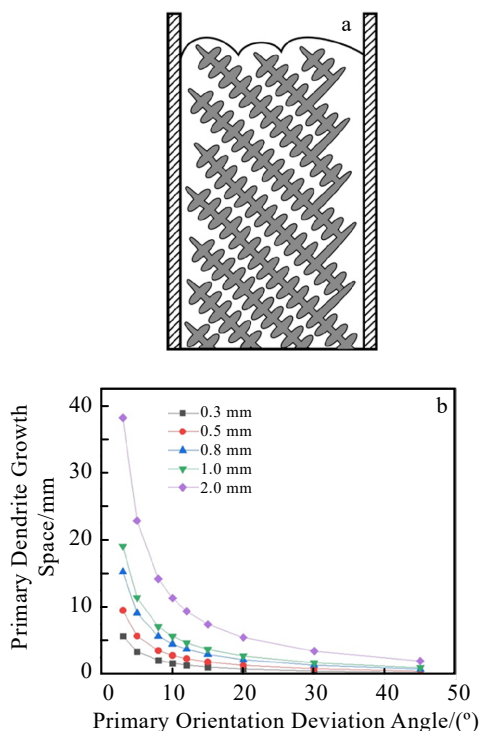


图 3 枝晶通过分枝充满型腔示意图, 一次枝晶最大生长距离与一次取向偏离角及壁厚的关系

Fig.3 Schematic diagram of dendrites filling the mold cavity through branching (a) [19] and the maximum growth distance of primary dendrite affected by primary orientation deviation angle and wall thickness (b)

金属液自身的流动特性及其与模壳之间的润湿程度决定了其充型能力。尽管单晶铸件采用顺序凝固的方式, 理论上较大幅度地保证了凝固过程的充型和补缩, 然而工程实际中发现对于薄壁铸件, 金属液在有限的三维空间内主要依靠毛细作用进行流动, 其流动的粘滞力较大, 甚至会出现“附壁”现象, 容易造成图 4 所示的欠铸[22]。针对上述问题, 工业实践中通常通过提高模壳保温温度, 在型芯表面熔覆过渡层来减小熔体受到的拉普拉斯力[15], 并通过调整浇注系统浇道位置及增大加工面铸件厚度等方式, 从而增加熔体充型能力, 以减少单晶薄壁铸件中欠铸等缺陷的产生。

此外, 薄壁铸件在制备过程中还可能出现诸如再结晶、疏松、缩孔和夹杂等典型缺陷[22]。这些缺陷无一例外将会对薄壁铸件性能产生显著影响, 因此缺陷控制也成为此类薄壁铸件制备过程中的关键技术而受到广泛关注。但 Han[23-24]等人的研究却表明, 同等凝固条件下的薄壁试样相对于壁厚尺寸较大的试样而言, 出现雀斑和条纹晶等凝固缺陷的倾向性反而较小。这可能与薄壁结构对熔体流动的阻力较大, 降低了导

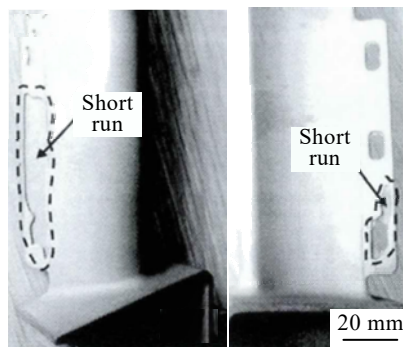


图 4 空心涡轮叶片的薄壁区域出现充型不足

Fig.4 Short run in the thin-walled area of hollow turbine blades[22]

致雀斑形成的熔体对流有关。然而目前对单晶高温合金薄壁铸件的典型凝固缺陷形成机制还缺乏研究, 而且尚无有效控制措施。

2 薄壁结构的力学性能

当铸件壁厚减小到一定厚度以下, 试样的中温、高温持久性能和蠕变断裂寿命均有不同程度下降, 表现出“薄壁效应”[25], 如图 5a 所示。相关研究团队[26-27]分别对 DD6 和 DD499 单晶高温合金拉伸性能的薄壁效应展开研究, 结果表明, 650 和 980 °C 条件下壁厚为 0.5 mm 的 DD6 板状试样抗拉强度低于厚度为 1.5 mm 的试样。DD499 单晶合金在 760 °C 下拉伸性能具有比较明显的薄壁效应, 在 760 °C/790 MPa 和 1040 °C/165 MPa 条件下对 DD499 的持久性能研究表明其明显具有薄壁效应[28]。同时, DZ125 定向凝固高温合金的薄壁 950 °C 蠕变性能同样存在典型的薄壁效应, 如图 5b 所示[29]。至于薄壁效应产生的临界尺寸及其机理, 目前国内外尚未形成一致结论, 但其主要取决于壁厚尺寸的本征效应和铸件品质效应这两个方面。

2.1 尺寸本征效应

从材料力学角度来看, 薄壁结构为平面应力状态, 非薄壁结构为平面应变状态, 受力状态的本征区别导致了薄壁结构尺寸本征效应。薄壁效应不但受材料本身物理性质影响, 还受到薄壁结构比表面积影响, 即试样尺寸减小引起比表面积增大的自由表面效应。试样表面枝晶数目与内部枝晶数目之比也随比表面积的增大而增大, 试样表面枝晶比内部枝晶所受约束少。同时, 位错可以从自由表面直接扫出, 使得试样表面枝晶的屈服应力远小于试样内部枝晶, 导致试样表面枝晶更容易屈服变形, 使得薄壁结构力学性能下降。Gau[30]提出 T/D 的概念, 其中 T 为试样厚度, D 为平

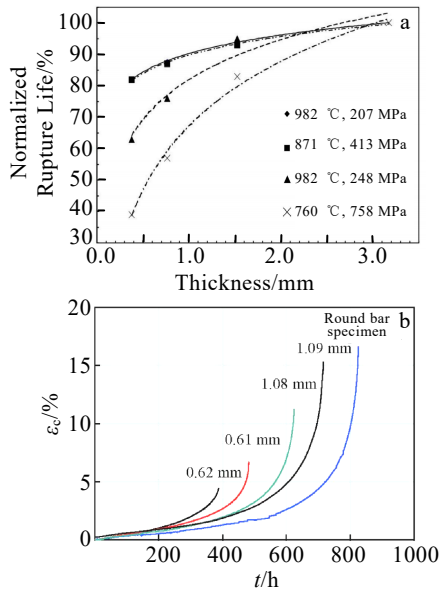


图5 PWA 1484 单晶合金持久性能的薄壁效应^[25]与定向凝固 DZ125 合金蠕变性能的薄壁效应^[29]

Fig.5 Thin-wall effects of rupture life in PWA 1484 single crystal superalloy (a) ^[25] and creep properties of directionally solidified DZ125 superalloy (b) ^[29]

均枝晶尺寸, 该比值的物理意义是试样厚度方向上的枝晶数。他认为当 $T/D > 1$ 且试样厚度一定时, 随着 T/D 减小, 试样厚度方向上的枝晶数减少, 相当于枝晶尺寸增大; 当 $T/D < 1$ 时, 在壁厚方向上只存在一个枝晶, 在受单轴应力作用时, 试样呈现穿晶断裂的特征, 其强度升高。综上所述, 如果在减小壁厚的同时能够使枝晶数与壁厚的比值保持不变甚至增大, 则极有可能缓解“薄壁效应”。

有效壁厚损耗也被认为是引起薄壁效应的重要原因之一。Bensch^[31]研究了无涂层的 Rene N5 合金在 980 °C 条件下的蠕变行为并发现热暴露后样品中心两相区外侧分别出现了 γ' 减少层、 γ' 耗尽层以及表面氧化层, 如图 6a 所示。薄壁铸件中氧化层、表面加工损伤层以及表面再结晶层的存在均会导致铸件有效承载面积减小, 从而影响铸件的蠕变性能。Doner^[32]等人对比有涂层和无涂层试样 800~1100 °C 蠕变数据后发现, 由于涂层减轻了表面氧化层的形成, 无涂层试样蠕变性能的薄壁效应更明显, 壁厚尺寸越小, 有效承载面积减小幅度越大。对于成分相同但壁厚不同的试样而言, 在相同环境下产生的氧化层、表面加工损伤层以及表面再结晶层的厚度大致接近, 试样越薄, 表面损伤层所占比例越大, 即有效壁厚减小越多, 则作用在横截面上的有效应力增加越大, 试样越容易被破坏 (如图 6b 所示)^[33]。

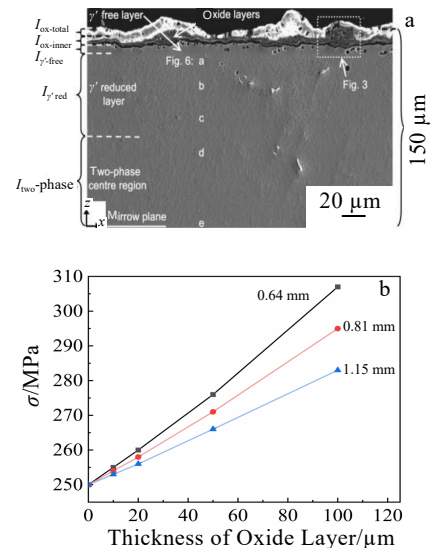


图6 壁厚为 0.3 mm 的 Rene N5 单晶试样 SEM 照片,有效应力与氧化层厚度关系

Fig.6 SEM image of Rene N5 sample with 0.3 mm in thickness (a) and relationship between actual stress and oxide layer thickness (b)^[31,33]

2.2 铸件品质效应

凝固缺陷对铸件力学性能具有显著的影响。材料的力学性能与微裂纹、夹杂、孔洞和显微疏松等缺陷的分布密度及位置有关。单晶铸件中不可避免地存在着缩松与缩孔, 冶金缺陷的形成导致有效承载面积减小, 此外, 缺陷位置更容易引发应力集中, 成为裂纹源或裂纹扩展的通道^[34], 从而使铸件的力学性能显著降低。壁厚越薄, 冷却速率越快, 显微疏松密度越大, 孔洞尺寸所占试样厚度的比值就越大。Baldan^[35]认为蠕变寿命受微孔尺寸和试样直径的比值决定, 随着试样壁厚减小, 孔洞尺寸与试样厚度的比值在增加, 进而劣化了薄壁的力学性能。

通常认为镍基单晶高温合金 $\langle 001 \rangle$ 取向具有最优异的高温力学性能, 但单晶叶片的 $\langle 001 \rangle$ 取向与服役过程中涡轮叶片的主应力轴方向并不能保证绝对平行, 导致叶片服役时承受多轴应力。Huttner^[36]发现枝晶一次取向偏离角为 $\langle 001 \rangle 16^\circ$ 时, 0.2 mm 厚试样在 980 °C 条件下最小蠕变速率明显高于 1 mm 厚的试样。但偏离角小于 5° 时, 最小蠕变速率则不受试样厚度的影响。这可能是由于较大的一次取向偏离使得一次枝晶臂在蠕变过程中受到的剪切力越来越大, 并在此作用下发生破坏。同时, 随着壁厚的降低, 导致材料不均匀程度增加, 因此单个枝晶的尺寸、取向和形状对整体延伸率的影响增大。

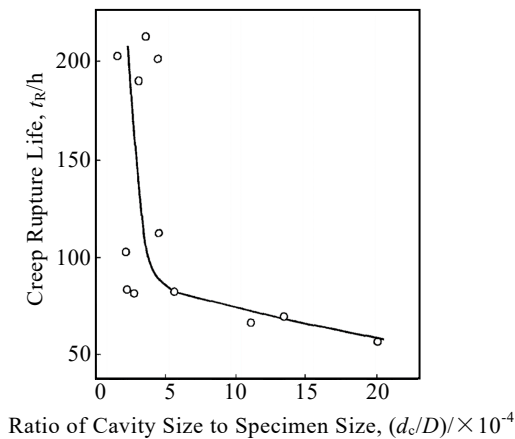


图 7 孔洞尺寸与试样直径比值对蠕变断裂寿命的影响

Fig.7 Effect of cavity size to specimen size ratio on creep rupture life^[35]

综上所述,造成薄壁效应的原因可以归结为:有效承载面积的减小,包括氧化、表面加工等造成的表面损伤、孔洞等铸造缺陷造成的内部损伤以及枝晶组织与取向的异常。同时值得注意的是,尽管国内外研究人员已经对薄壁效应进行了一些研究工作,但主要是从大尺寸试棒上切取薄壁试样^[37-41],而较少通过直接铸造相应尺寸的薄壁试样进行研究^[42],因此对薄壁铸件性能的评价忽视了铸造薄壁试样和机械加工薄壁试样品质的差异。对于薄壁微观组织和常规样品微观组织上的差异,以及产生微观组织差异的原因还鲜有研究,使得对于薄壁定向凝固组织和缺陷认知比较有限,基本未将组织和缺陷与薄壁效应结合到一起分析,在一定程度上限制了解决薄壁效应的思路。

3 结语与展望

目前国内外对于高温合金薄壁结构的研究大多集中于持久、蠕变和拉伸性能的薄壁效应,未来可以对薄壁结构疲劳性能的薄壁效应开展系统研究。同时现有研究对于产生薄壁效应的关键因素尚存争议,但薄壁结构力学性能最终取决于凝固微观组织和单晶完整性却是不争的事实。因此,通过优化枝晶组织、提高薄壁结构单晶完整性是改善单晶铸件力学性能薄壁效应的必然途径,建议未来针对薄壁效应相关的研究工作从以下几个方面进一步探究和发展:

(1) 提高合金抗氧化能力,提升精密铸造技术水平。样品制备过程中确保单晶完整性的同时,尽可能避免内外应力引发的再结晶层,以减轻表面状态对力学性能的影响。高温合金叶片服役过程中极易被氧化和热腐蚀,导致薄壁结构区域的有效壁厚损耗剧烈,

从而引发力学性能的急剧恶化。通过热障涂层以及合金设计,保护叶片表面以及提高材料本身的抗氧化能力,在一定程度上缓解薄壁效应。

(2) 提高铸件凝固速率,细化枝晶组织,增加薄壁单位截面尺寸内的枝晶数目;同时通过精确控制枝晶一次、二次取向偏离度均在 $\langle 001 \rangle$ 方向 5° 以内,以补偿由于壁厚减小而产生的力学性能恶化。高温梯度定向凝固技术可以在保证单晶生长的前提下,允许更高的凝固速率,有望成为制备薄壁单晶叶片的重要方法。

(3) 避免凝固缺陷的产生。通过铸件结构设计、控制定向凝固工艺等方法,减小枝晶一次枝晶间距的同时,降低缩孔的数量并减小其尺寸。

未来的研究可着眼于薄壁组织单晶完整性和冶金质量的主控因素,进一步探索提升超薄壁精铸极限的科学途径。为双层壁冷却单晶叶片结构设计、强度计算以及寿命预测提供更加科学有效的依据。

参考文献 References

- [1] Ding Xiangyu(丁相玉), Wang Yun(王云). *Principles of Aero-engines, 2nd Edition*(航空发动机原理第2版)[M]. Beijing: Beihang University Press, 2018: 103
- [2] Cheng Yuan(程远), Zhao Xinbao(赵新宝), Yue Quanzhao(岳全召) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2599
- [3] Prameela S E, Pollock T M, Raabe D et al. *Nature Reviews Materials*[J], 2023, 8: 81
- [4] Szwaba R, Kaczynski P, Telega J et al. *Journal of Thermal Science*[J], 2017, 26(6): 514
- [5] Li Ben(李本), Cai Guangyu(蔡广宇). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(10): 3554
- [6] Hu S S, Yang W C, Li Z R et al. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2021, 31(4): 624
- [7] Sun S J, Sheng N C, Fan S G et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 901: 163581
- [8] Angel N M, Basak A. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*[J], 2020, 4(4): 101
- [9] Kaewchoothong N, Maliwan K, Nuntadusit C. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*[C]. Songkhla: IOP Publishing, 2017: 012004
- [10] Zhang Chao(张朝), Huang Taiwen(黄太文), Pu Qian(蒲茜) et al. *Materials Reports(材料导报)*[J], 2022, 36(7): 213
- [11] Yu Z Y, Wang X M, Liang H et al. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2020, 170: 105357

- [12] Wang Yanju(王彦菊), Men Mingliang(门明良), Wan Min(万敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1363
- [13] Spangler B W. *Airfoil with Y-shaped Rib*, US11220912B2[P], 2022
- [14] Spangler B W, Pack D R. *Airfoil with Ribs Having Connector Arms and Apertures Defining A Cooling Circuit*, US11286793B2[P], 2022
- [15] Li Faguo(李发国). *Mechanism Study of Solidification Microstructure Evolution and Morphology Formation of Hypoeutectic Aluminum-Copper Alloy with Synchrotron Radiation*(亚共晶铝铜合金凝固组织演变及其形貌形成机理的同步辐射研究)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015
- [16] Wang Zhicheng(王志成), Li Jiarong(李嘉荣), Liu Shizhong(刘世忠). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(10): 3533
- [17] Miao Linkun(苗琳琨). *Study on Dendrite Growth in Superthin-Walled Casting of Nickel-Based Single Crystal Superalloys*(镍基单晶高温合金超薄壁铸件枝晶生长研究)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2021
- [18] Korber S, Fleck M, Volkl R *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2022, 24(6): 2101332
- [19] Bogdanowicz W, Albrecht R, Sieniawski J *et al. Journal of Crystal Growth*[J], 2014, 401: 418
- [20] Hallensleben P, Scholz F, Thome P *et al. Crystals*[J], 2019, 9(3): 149
- [21] Bogdanowicz W, Krawczyk J, Paszkowski R *et al. Materials* [J], 2019, 12(17): 2699
- [22] Liang Xiangfeng(梁向锋). *Research on Solidification Behavior, Microstructure and Properties of Nickel-Based Single Crystal Hollow Turbine Blades*(镍基单晶空心涡轮叶片的凝固行为、微观结构与性能研究)[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2017: 72
- [23] Han D Y, Jiang W G, Xiao J H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 218
- [24] Han D Y, Jiang W G, Xiao J H *et al. Materials Today Communications*[J], 2021, 27: 102350
- [25] Seetharaman V, Cetel A D. *Superalloys 2004*[C]. Warrendale: TMS, 2004: 207
- [26] Zhao Jinqian(赵金乾), Shi Zhenxue(史振学). *Vacuum*(真空)[J], 2018, 55(3): 41
- [27] Zhang Zehai(张泽海), Yu Jinjiang(于金江), Shi Feng(石峰) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2014, 63(8): 781
- [28] Yu Changkui(余昌奎), Yu Jinjiang(于金江), Zhang Fengjiang(仇凤江) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2014, 63(5): 479
- [29] Wang Liang(王亮), Li Yan(李彦), Zhang Li(张丽) *et al. Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2019, 14(2): 101
- [30] Gau J, Principe C, Wang J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 184(1-3): 42
- [31] Bensch M, Preubner J, Huttner R *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(5): 1607
- [32] Doner M, Heckler J A. *Superalloys 1988*[C]. Warrendale: TMS, 1988: 653
- [33] Li Qian(李倩). *Effect of Specimen Thickness on the Creep Rupture Strength of DD6 Superalloy*(DD6 合金高温持久强度与壁厚效应关系分析)[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2016
- [34] Xu Yan(徐岩), Guo Shouren(郭守仁), Lu Dezhong(卢德忠) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1999, 35(12): 1249
- [35] Baldan A. *Journal of Materials Science*[J], 1995, 30: 6288
- [36] Huttner R, Gabel J, Glatzel U *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 510-511: 307
- [37] Suave L L, Munoz A S, Gaubert A *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(9): 4012
- [38] Brunner M, Bensch M, Volkl R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 550: 254
- [39] Zhang Li(张丽), Yu Huichen(于慧臣), Guo Guangping(郭广平). *Journal of Aerospace Power*(航空动力学报)[J], 2019, 34(3): 627
- [40] Liu Weiwei(刘维维), Zhu Ou(朱鸥). *Foundry Technology* (铸造技术)[J], 2017, 38(11): 2571
- [41] Wen Z X, Pei H Q, Li D F *et al. High Temperature Materials and Processes*[J], 2016, 35(9): 871
- [42] Korber S, Wolff-Goodrich S, Volkl R *et al. Metals*[J], 2022, 12(7): 1081

Research Progress on Thin-Wall Effect of Nickel-Based Single Crystal Superalloy Turbine Blades

Xu Hanyuan¹, Huang Taiwen¹, Ai Cheng², Miao Linkun¹, Zhang Jun¹, Liu Lin¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, China)

Abstract: With outstanding comprehensive performance at high temperature, nickel-based single crystal superalloy is the preferred material for aero-engine turbine blades, vanes and other components to withstand challenging service environment subjected to high temperature and intense stress. At present, various complex cooling structures are often used in the design of high-efficiency cooling blades to enhance blade temperature tolerance. Among them the micro-cooling structure represented by lamilloy and double wall cooling are the main trend. However, the existence of ultra-thin wall structures in these complex turbine blades has become critical aspect and challenge in blade manufacturing. This paper provided an overview of the development trends in thin-walled structure of Ni-based single-crystal super alloys, analyzed the defects arising from thin-walled constrained space and the law of dendrite growth, elaborated the influence of thin-walled structure on mechanical properties and provided a prospect on advanced turbine blade preparation and development trend of its microstructure regulation.

Key words: Ni-based single crystal superalloy; turbine blades; thin-wall effect; property; dendrite growth

Corresponding author: Huang Taiwen, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88492227, E-mail: taiwen_h@nwpu.edu.cn